

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2003-193194

(43)Date of publication of application : 09.07.2003

(51)Int.Cl. C22C 38/00
C21D 9/46
C22C 38/12
C22C 38/58

(21)Application number : 2001-396319

(71)Applicant : NIPPON STEEL CORP

(22)Date of filing : 27.12.2001

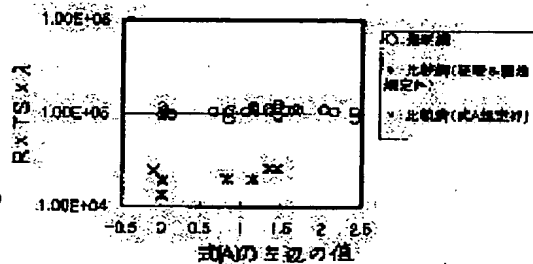
(72)Inventor : FUJITA NOBUHIRO
TANIGUCHI YUICHI
NONAKA TOSHIKI

(54) HIGH STRENGTH STEEL SHEET HAVING EXCELLENT WELDABILITY AND HOLE EXPANSIBILITY AND PRODUCTION METHOD THEREFOR

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a high strength, high ductility steel sheet in which the weldability and hole expansibility of a high strength steel sheet having a tensile strength of ≥ 800 MPa are simultaneously improved, and to provide a production method therefor.

SOLUTION: The high strength steel sheet having excellent weldability and hole expansibility has a composition containing, by mass, 0.01 to 0.20% C, 0.01 to 2.5% Si, 0.01 to 3% Mn, 0.0010 to 0.1% P, 0.0010 to 0.05% S, and 0.005 to 2% Al, and further containing one or two kinds selected from 0.01 to 5.0% Mo and 0.001 to 1.0% Nb in the ranges so as to satisfy the following inequality (A), and the balance Fe with inevitable impurities, and has a microstructure containing bainite or bainitic ferrite by $\geq 70\%$ in an area ratio, and has a tensile strength of ≥ 800 MPa, and the production method uses the same high strength steel sheet: $(3.0\text{Nb}+2.5\text{Mo}+1/10\text{Si}+\text{Mn})-(2\text{C}0.5+2)>0$ (A).



* NOTICES *

JPO and INPIT are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1.This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.

2.**** shows the word which can not be translated.

3.In the drawings, any words are not translated.

CLAIMS

[Claim(s)]

[Claim 1]A high intensity steel plate excellent in weldability and hole expansion property which are characterized by the following.

It is mass % and is C. : 0.01 to 0.20%, Si:0.01–2.5%, Mn:0.01–3%, P:0.0010 to 0.1%, S:0.0010 to 0.05%, aluminum: 0.005 to 2%

Mo:0.01–5.0%, Nb : 0.001 to 1.0% of one sort or two sorts are contained in the range with which the following (A) type is filled, The remainder is used as Fe and inevitable impurities, a microstructure contains not less than 70% by an area rate as bainite or a BEINI tick ferrite, and tensile strength is 800 or more MPa.

$3.0\text{Nb}+2.5\text{Mo}+1/(10\text{Si}+\text{Mn})-(2\text{C}^{0.5}+2) > 0 \dots (\text{A})$

[Claim 2]They are Cr:0.01–5%, nickel:0.01–5%, Cu:0.01–5%, Co:0.01–5%, and W at mass % : A high intensity steel plate excellent in weldability according to claim 1 and hole expansion property containing 0.01 to 5% of one sort, or two sorts or more.

[Claim 3]A high intensity steel plate excellent in weldability according to claim 1 or 2 and hole expansion property which are characterized by containing one sort of Zr, Hf, Ta, Ti, and V, or two sorts or more 0.001 to 1% in total by mass %.

[Claim 4]A high intensity steel plate excellent in weldability according to claim 1 to 3 and hole expansion property which are characterized by containing B:0.0001 to 0.1% by mass %.

[Claim 5]A high intensity steel plate excellent in weldability according to claim 1 to 4 and hole expansion property which are characterized by containing one sort of Ca, Y, and Rem, or two sorts or more 0.001 to 0.5% in total by mass %.

[Claim 6]Once cooling [directly or] casting slab which consists of the ingredient according to claim 1 to 5, it heats again, After it carries out after-pickling cold-rolling of the hot rolled sheet steel rolled round after hot-rolling and a maximum temperature at the time of afterbaking dull anneals below by more than $0.8 \times (\text{Ac}_3 - \text{Ac}_1) + \text{Ac}_1$ (**), $\text{Ac}_3 + 30$ (**), A manufacturing method of a high intensity steel plate excellent in weldability and hole expansion property cooling in a 200–500 ** temperature region with a cooling rate at 1–150 **/second, and holding for 1 second – 3000 seconds succeedingly in the temperature region.

[Translation done.]

(19)日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号
特開2003-193194
(P2003-193194A)

(43)公開日 平成15年7月9日(2003.7.9)

(51)Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テーマコード(参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 U 4 K 0 3 7
C 2 1 D 9/46		C 2 1 D 9/46	G
C 2 2 C 38/12		C 2 2 C 38/12	
38/58		38/58	

審査請求 未請求 請求項の数6 O L (全 10 頁)

(21)出願番号 特願2001-396319(P2001-396319)

(22)出願日 平成13年12月27日(2001. 12. 27)

(71)出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72)発明者 藤田 展弘

愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内

(72)発明者 谷口 裕一

愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内

(74)代理人 100097995

弁理士 松本 悦一 (外1名)

最終頁に続く

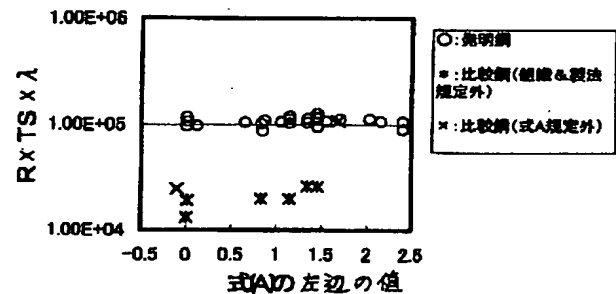
(54)【発明の名称】 溶接性および穴拡げ性に優れた高強度鋼板およびその製造方法

(57)【要約】

【課題】 引張り強度が800MPa以上の高強度鋼板の溶接性、穴拡性を同時に改善した高強度高延性鋼板およびその製造方法を提供する。

【解決手段】 質量%で、C:0.01~0.20%、Si:0.01~2.5%、Mn:0.01~3%、P:0.0010~0.1%、S:0.0010~0.05%、Al:0.005~2%を含有し、さらに、Mo:0.01~5.0%、Nb:0.001~1.0%の1種または2種を下記(A)式を満たす範囲で含有し、残部をFeおよび不可避免的不純物とし、ミクロ組織が、ベイナイトまたはベイニティックフェライトとして面積率で70%以上含有し、引張強度が800MPa以上であることを特徴とする溶接性および穴拡げ性に優れた高強度鋼板およびその製造方法。

$$(3.0Nb+2.5Mo+1/10Si+Mn) - (2C^{0.5}+2) > 0 \quad \cdots (A)$$



【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量%で、

C : 0.01~0.20%、

Si : 0.01~2.5%、

Mn : 0.01~3%、

P : 0.0010~0.1%、

S : 0.0010~0.05%、

Al : 0.005~2%を含有し、さらに、

$$(3.0\text{Nb}+2.5\text{Mo}+1/10\text{Si}+\text{Mn}) - (2\text{C}^{0.5} + 2) > 0 \quad \dots (A)$$

【請求項2】 さらに、質量%で、

Cr : 0.01~5%、

Ni : 0.01~5%、

Cu : 0.01~5%、

Co : 0.01~5%、

W : 0.01~5%の1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1に記載の溶接性および穴抜け性に優れた高強度鋼板。

【請求項3】 さらに、質量%で、

Zr、Hf、Ta、Ti、Vの1種または2種以上を合計で0.001~1%含有することを特徴とする請求項1または請求項2に記載の溶接性および穴抜け性に優れた高強度鋼板。

【請求項4】 さらに、質量%で、B : 0.0001~0.1%を含有することを特徴とする請求項1乃至請求項3に記載の溶接性および穴抜け性に優れた高強度鋼板。

【請求項5】 さらに、質量%で、Ca、Y、Remの1種または2種以上を合計で0.001~0.5%含有することを特徴とする請求項1乃至請求項4に記載の溶接性および穴抜け性に優れた高強度鋼板。

【請求項6】 請求項1乃至請求項5に記載の成分からなる鑄造スラブを直接または一旦冷却した後に再度加熱し、熱延後巻取った熱延鋼板を酸洗後冷延し、その後焼鈍時の最高温度が $0.8 \times (Ac_3 - Ac_1) + Ac_1$ (°C)以上 $Ac_3 + 30$ (°C)以下で焼鈍した後に、1~150°C/秒の冷却速度で200~500°Cの温度域に冷却し、引き続いて同温度域で1秒~3000秒保持することを特徴とする溶接性および穴抜け性に優れた高強度鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、建材、家電製品、自動車などに適する溶接性、穴抜け性に優れた高強度鋼板およびその製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】 近年、特に自動車車体において燃費向上や耐久性向上の観点をもとにした加工性の良い高強度鋼板の需要が高まっている。加えて、衝突安全性やキャビンスペースの拡大のニーズから引張り強度にして800MPa級クラス以上の鋼板が、一部レインフォースなどの部材

* Mo : 0.01~5.0%、

Nb : 0.001~1.0%の1種または2種を下記

(A)式を満たす範囲で含有し、残部をFeおよび不可避免の不純物とし、ミクロ組織が、ベイナイトまたはベイニティックフェライトとして面積率で70%以上含有し、引張強度が800MPa以上であることを特徴とする溶接性および穴抜け性に優れた高強度鋼板。

*

10 に使用されつつある。このような高強度材を用いて部材を組みあげる時には、延性、曲げ性、穴抜け性や溶接性などが、引張り強度で590MPa程度までの高強度鋼板以上に大きな問題となるため、これらに対する対策が必要となる。各特性に対して、以下のような対策が各々講じられている。

【0003】たとえば、穴抜け性については、CAMP-ISIJ vol.13 (2000) p.395にあるように、主相をベイナイトととして穴抜け性を向上させ、さらには張り出し性形成性についても、第2相に残留オーステナイトを生成させることで現行の残留オーステナイト鋼並の張り出し性を示すことが開示されている。さらには、Ms温度以下でオーステンパ処理をすることで体積率2~3%の残留オーステナイトを生成させると、引張り強度×穴抜け率が最大となることも示されている。しかし、800MPaを超えて顕在化する溶接性および溶接熱影響部での軟化挙動については考慮されていない。また、溶接性については、溶接熱影響部における軟化挙動(HAZ軟化挙動)が問題視されるケースが多い。これに対して、例えば特開2000-87175にあるようにNbおよびMoの炭化物(Nb, Mo)Cの析出によりHAZ軟化挙動を抑制することが示されている。しかし、この技術は、疲労強度に関して考慮されているものの穴抜け性等の加工性について十分な考慮はない。また、HAZ軟化挙動を抑制の効果も強度レベルが低く、800MPa以上の極めて高強度な材料における溶接性や加工性について十分とはいえない。特に、引張り強度が800MPa以上になると、溶接自体が困難になり、980MPa以上で更に顕著となる。このため、スポット溶接等の従来の溶接方法に加えてレーザー溶接なども一部適用される例もある。しかし、高強度故母材は特に溶接部および熱影響部での材質変動が590MPaクラス以上の高強度材に比べ極めて顕著となる。

【0004】また、高強度材の高延性化を図るために、複合組織化を積極的に活用することが一般的である。しかし、第2相にマルテンサイトや残留オーステナイトを活用した場合に、穴抜け性が著しく低下してしまうという問題がある(例えば、CAMP-ISIJ, vol.13(2000), p.391)。また、本文献中には、主相をフェライト、第2相をマルテンサイトとし、両者の硬度差を減少させることで穴抜け率が向上することが開示されているが、穴抜け率で70%未満と、著しく改善されているわけではな

い。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、前述のような従来技術の問題点を解決し、引張り強度が800MPa以上の高強度鋼板の溶接性、穴抜け性を同時に改善した高強度鋼板およびその製造方法を提供することを目的とする。

【0006】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、種々検討を行った結果、引張り強度を800MPa以上の領域で、溶接性、穴抜け性を同時に改善する手法として、ミクロ組織および成分範囲や(A)式による限定を行うことで、800MPa以上の高強度を保ちつつ溶接熱影響部の軟化挙動を抑制して、さらには、穴抜け率：(穴抜け試験前の穴の内径/穴抜け試験前の穴径-1)×100が*

$$(3.0Nb+2.5Mo+1/10Si+Mn)^{-1} - (2C^{0.5} + 2) > 0 \dots (A)$$

(2)さらに、質量%で、Cr:0.01~5%、Ni:0.01~5%、Cu:0.01~5%、Co:0.01~5%、W:0.01~5%の1種または2種以上を含有することを特徴とする(1)に記載の溶接性および穴抜け性に優れた高強度鋼板。

【0008】(3)さらに、質量%で、Zr、Hf、Ta、Ti、Vの1種または2種以上を合計で0.001~1%含有することを特徴とする(1)または(2)に記載の溶接性および穴抜け性に優れた高強度鋼板。

(4)さらに、質量%で、B:0.0001~0.1%を含有することを特徴とする(1)乃至(3)に記載の溶接性および穴抜け性に優れた高強度鋼板。

【0009】(5)さらに、質量%で、Ca、Y、Remの1種または2種以上を合計で0.001~0.5%含有することを特徴とする(1)乃至(4)に記載の溶接性および穴抜け性に優れた高強度鋼板。

(6)(1)乃至(5)に記載の成分からなる铸造スラブを直接または一旦冷却した後に再度加熱し、熱延後巻取った熱延鋼板を酸洗後冷延し、その後焼鈍時の最高温度が $0.8 \times (Ac_3 - Ac_1) + Ac_1$ (°C)以上 $Ac_3 + 30$ (°C)以下で焼鈍した後に、1~150°C/秒の冷却速度で200~500°Cの温度域に冷却し、引き続き同温度域で1秒~3000秒保持することを特徴とする溶接性および穴抜け性に優れた高強度鋼板の製造方法。

【0010】

【発明の実施の形態】以下、本発明を詳細に説明する。発明者らは、質量%で、C:0.01~0.2%、Si:0.01~2.5%、Mn:0.01~3%、P:0.0010~0.1%、S:0.0010~0.05%、Al:0.005~2%を含有し、残部Feおよび不可避不純物からなる鋼板をベースに、各合金を添加した溶製し、铸造まま又は一旦冷却した後に再度加熱し、熱延後巻取った熱延鋼板を酸洗後冷延し、その後焼鈍

*70%以上の穴抜け性を確保できることを見出した。本発明は、上記知見に基づいて完成されたもので、その要旨とするところは以下の通りである。

【0007】(1)質量%で、C:0.01~0.20%、Si:0.01~2.5%、Mn:0.01~3%、P:0.0010~0.1%、S:0.0010~0.05%、Al:0.005~2%を含有し、さらに、Mo:0.01~5.0%、Nb:0.01~1.0%の1種または2種を下記(A)式を満たす範囲で含有し、残部をFeおよび不可避の不純物とし、ミクロ組織が、ベイナイトまたはベイニティックフェライトとして面積率で70%以上含有し、引張強度が800MPa以上であることを特徴とする溶接性および穴抜け性に優れた高強度鋼板。

し、冷延焼鈍板を作成した。その鋼板について、ミクロ組織観察、鉄鋼連盟規定の穴抜け試験、JISに準拠した引張り試験、鋼板をつきあわせてレーザー溶接を行い、その後球頭張り出し試験を行い、各特性を比較評価した。

【0011】その結果、最終的に得られるミクロ組織制御により、800MPa以上の引張り強度を得、溶接性および穴抜け性に優れた高強度鋼板が製造可能なことを見出した。次に、基材鋼板の好ましいミクロ組織について述べる。穴抜け性を十分に確保するためにはベイナイトまたはベイニティックフェライトとするのが有効で、面積率で70%以上含むこととした。また、ここで言うベイナイトはラス境界に炭化物が生成している上部ベイナイトおよびラス内に微細炭化物が生成している下部ベイナイトの双方を含む。また、ベイニティックフェライトは炭化物のないベイナイトを意味し、例えばアキュラーフェライトがその1例である。穴抜け性向上には、炭化物が微細分散している下部ベイナイトもしくは炭化物の無いベイニティックフェライトが主相で、面積率が97%を超えることが望ましい。

【0012】一方、溶接熱影響部での軟化防止が問題となる。これに対しては、後述するように成分を規定した(A)式を満たすことで、引張り強度が800MPa以上の高強度材の溶接性を確保するものとした。延性確保や高強度化の観点からすると、面積率で30%未満のフェライトを含んでも良い。一方、オーステナイトおよび/またはマルテンサイトを含むことは穴抜け加工性や溶接熱影響部の軟化挙動の点から望ましくないが、面積率3%未満程度であれば、顕著な特性劣化が認められないことから、面積率で3%未満含んでも良い。さらに、酸化物や硫化物等の介在物を不可避免的に含んでも良い。

【0013】また、式(A)を満足しない場合には、引張り強度で800MPa以上を確保できなかったり、溶接熱影響部分の軟化を抑制できないことに加えて穴抜け性

10

20

30

40

50

の確保も困難となる。

$$(3.0\text{Nb}+2.5\text{Mo}+1/10\text{Si}+\text{Mn}) - (2\text{C}^{0.5} + 2) > 0 \quad \dots (A)$$

また、上記の他にミクロ組織の残部組織として、炭化物、窒化物、硫化物、酸化物の1又は2以上を面積率1%以下で含有する場合も本発明で用いることができ、これらは主相の面積率に含めた。なお、上記ミクロ組織の各相、フェライト（ベイニティックフェライト）、ペイナイト、オーステナイト、マルテンサイト、界面酸化相および残部組織の同定、存在位置の観察および面積率の測定は、ナイタール試薬および特開昭59-219473号公報に開示された試薬により鋼板圧延方向断面または圧延直角方向断面を腐食して500倍～1000倍の光学顕微鏡観察および1000～100000倍の電子顕微鏡（走査型および透過型）により定量化が可能である。各20視野以上の観察を行い、ポイントカウント法や画像解析により各組織の面積率を求める事ができる。

【0014】次に、本発明における鋼板成分の好適な範囲の限定理由について述べる。Cは、良好な強度－穴抜け性バランスを確保するための主相および第2相の率を制御する目的で添加する元素である。素地の微細均一化についても影響を与える。強度および各第2相の面積率を確保するために下限を0.001質量%（以下、同じ）とし、溶接性および穴抜け性を保持可能な上限として0.20%とした。好ましくは、C：0.03～0.10%とすることにより良好な強度－穴抜け性バランスが得られる。Siは、強度延性バランスを劣化させる比較的粗大な炭化物の生成を抑制する目的で添加する元素であり、その下限を0.01質量%とした。また、過剰添加は溶接性およびに悪影響を及ぼすため、上限を2.5質量%とした。好ましくは、Si：0.05～0.2%とすることによりさらに著しい効果が得られる。

【0015】Mnは、高強度化の目的で添加する。また、フェライト変態を抑制して、主相をペイナイトまたはベイニティックフェライトにするのに有効である。さらに、強度低下と穴抜け性劣化の1つの原因である炭化物析出や、パーライト生成を抑制する目的で添加する。これらのことから、0.01質量%以上とした。一方、*

$$(3.0\text{Nb}+2.5\text{Mo}+1/10\text{Si}+\text{Mn}) - (2\text{C}^{0.5} + 2) > 0 \quad \dots (A)$$

さらに、本発明が対象とする鋼は、強度のさらなる向上を目的として、Cr、Ni、Cu、Co、Wの1種または2種以上を含有できる。Crは、強化目的および炭化物生成の抑制とペイナイトおよびベイニティックフェライト生成の目的から添加する元素で、0.01%以上とし、5%を超える量の添加では、加工性に悪影響を及ぼすため、これを上限とした。Niは、焼き入れ性の向上による強化目的で0.01質量%以上とし、5質量%を超える量の添加では、加工性、特にマルテンサイトの硬度上昇寄与して悪影響を及ぼすため、これを上限とした。

【0019】Cuは、強化目的で0.01質量%以上の

* 過剰添加は、マルテンサイト生成を促進したり、延性の著しい低下を招くために3質量%を上限とした。好ましくは、Mn：0.5～3.0%とすることにより良好な強度－穴抜け性バランスが得られる。Pは、強化元素である。また、低P化は穴抜け性を向上させるが、極低化は経済的にも不利であることから0.0010質量%を下限とした。また、多量添加では、溶接性や製造時や熱延時の製造性に悪影響を及ぼすため、0.1%を上限とした。

【0016】Sは、低S化は穴抜け性向上に有効である。一方、極低化は経済的に不利であることから、0.0010質量%を下限とし、また、0.05質量%を上限としたのは、これを超える量の添加では、溶接性や製造時や熱延時の製造性に悪影響を及ぼすためである。Alは、脱酸元素として添加する。このため、0.005質量%以上の添加とした。一方過剰添加は溶接性およびめっき濡れ性を損なうため2%を上限とした。

【0017】Moは、強度－穴抜け性バランスを劣化させる炭化物やパーライトの生成を抑制する。また、フェライト変態を抑制して、主相をペイナイトまたはベイニティックフェライトにするのに有効であり、良好な強度－穴抜け性－溶接性の極めて良好なバランスを得るために重要な添加元素であることから、その下限を0.01質量%とした。また、過剰添加は、延性劣化を招くことから、上限を5.0%とした。Nbは、微細な炭化物、窒化物または炭窒化物を形成して、鋼板の強化に極めて有効である。また、フェライト変態を遅滞させ、ペイナイトおよびベイニティックフェライトの生成を助長する。さらには、溶接熱影響部の軟化抑制にも効果的であることから、0.01質量%以上の添加とした。一方で、過剰添加は、延性や熱間加工性を劣化させることから、上限として1.0質量%とした。

【0018】また、800MPa以上の強度レベルで、溶接性および穴抜け性をバランス良く、制御するためには、式(A)を満足することとした。

添加とし、5質量%を超える量の添加では、加工性および製造性に悪影響を及ぼす。Coは、ペイナイト変態制御による強度－穴抜け性の良好なバランスのため、0.01質量%以上の添加とした。一方、添加の上限は特に設けないが、高価な元素であるため多量添加は経済性を損なうため、5質量%以下にすることが望ましい。Wは、0.01質量%以上で強化効果が現れること、5質量%を上限としたのは、これを超える量の添加では、加工性に悪影響を及ぼすためである。

【0020】さらに、本発明が対象とする鋼は、強度のさらなる向上を目的として炭化物形成元素であるZr、Hf、Ta、Ti、Vの1種または2種以上を含有でき

る。これらの元素は、微細な炭化物、窒化物または炭窒化物を形成して、鋼板の強化に極めて有効であるため、必要に応じて1種または2種以上を合計で0.001質量%以上の添加とした。一方で、延性や熱間加工性の劣化を招くことから、1種または2種以上の合計添加量の上限として1質量%とした。Bもまた、必要に応じて添加できる。Bは、0.0001質量%以上の添加で粒界の強化や鋼材の高強度化に有効ではあるが、その添加量が0.1質量%を超えるとその効果が飽和するばかりでなく、加工性が低下するため、上限を0.1質量%とした。

【0021】Ca、Y、Remは、適量添加により介在物制御、特に微細分散化に寄与することから0.001%以上とし、一方で過剰添加は铸造性や熱間加工性などの製造性および鋼板製品の延性を低下させるため0.5質量%を上限とした。不可避免の不純物として、例えばNやSnなどがあるがこれら元素を0.02質量%以下の範囲で含有しても本発明の効果を損なうものではない。このような組織を有する溶接性、穴抜け性に優れた高強度鋼板およびの製造方法について以下に説明する。

【0022】熱延後冷延・焼鈍して本発明の鋼板を製造する場合には、所定の成分に調整されたスラブを直接もしくは一旦冷却した後再加熱して熱延を行う。このときの再加熱温度は1100℃以上1300℃以下とすることが望ましい。再加熱温度が高温になると粗粒化や厚い酸化スケールが形成され、一方、低温加熱では圧延抵抗が高くなってしまう。また熱延後は、高圧デスケリング装置や酸洗することなどで表面スケール削除を行うと製品での表面清浄がよくなり、めっきを施す場合などに有利である。その後、冷延後焼鈍することで最終製品とする。また、電気めっきや溶融亜鉛めっき、溶融合金亜鉛めっきを施しても本願発明を阻害するものではない。また、熱延完了温度は鋼の化学成分によって決まる A_{r1} 変態温度以上で行うのが一般的であるが、 A_{r1} から10℃程度低温までであれば最終的な鋼板の特性を劣化させない。また、冷却後の巻取温度は鋼の化学成分によって決まるベイナイト変態開始温度以上とすることで、冷延時の荷重を必要以上に高めることがさけられるが、冷延の全圧下率が小さい場合にはこの限りでなく、鋼のベイナイト変態温度以下で巻き取られても最終的な鋼板の特性を劣化させない。また、冷延の全圧下率は、最終板厚と冷延荷重の関係から設定されるが、40%以上であれば再結晶させるには十分で、最終的な鋼板の特性を劣化させない。

【0023】冷延後焼鈍する際に、焼鈍温度が鋼の化学成分によって決まる温度 A_{c1} および A_{c3} 温度（例えば「鉄鋼材料学」：W. C. Leslie著、幸田成康監訳、丸善P273）で、表現される $0.8 \times (A_{c3} - A_{c1}) + A_{c1}$ （℃）未満の場合には、焼鈍温度で得られるオーステナイト量が少ないので、最終的な鋼板

中に主にベイナイトまたはベイニティックフェライトを生成させることができない。また、焼鈍温度が高温となるほど結晶粒の粗大化や表面酸化が促進されるうえ、製造コストの上昇をまねくために、焼鈍温度の上限を $A_{c3} + 30$ （℃）とした。この温度域での焼鈍時間は鋼板の温度均一化とオーステナイトの確保のために10秒以上が必要である。しかし、30分超では、粒界酸化相生成が促進されるうえ、コストの上昇を招く。その後の一次冷却はオーステナイト相からフェライト相への変態をある程度抑しつつ、ベイナイトまたはベイニティックフェライト生成させるのに重要である。この冷却速度を1℃/秒未満にすることは、フェライトやパーライトの生成を促進して強度低下を招く懸念があることから、冷却速度の下限を1℃/秒とした。一方、冷却速度が150℃/秒超の場合には最終的な鋼板中のマルテンサイト相などの硬質相が多量になってしまうことや、作業上困難なため、これを上限とした。

【0024】この一次冷却が200℃未満まで行われると、冷却中にマルテンサイトが多量に生成して、穴抜け性や遅れ破壊を助長するため、冷却停止温度は200～500℃とした。また、冷却停止温度が500℃を超えると、その後の保持時に炭化物が短時間で生成してしまい、強度低下を招くため、これを上限とした。また、次にベイナイト変態の進行を促すため、この温度域での保持を行う。この停留時間が長時間になると生産性上好ましくないうえ、炭化物が生成してしまうことから300秒以内とすることが望ましい。また、ベイナイト変態進行させるため、1秒以上保持し、好ましくは15秒から20分保持することが望ましい。200℃未満ではベイナイト変態が起こりにくく、500℃を超えると炭化物が生じて十分な残留オーステナイト相を残すことが困難となる。また、溶接方法については、通常行われる溶接方法、たとえばアーク、TIG、MIG、マッシュおよびレーザー等の溶接を行っても本願の範囲とする。

【0025】

【実施例】以下、実施例によって本発明をさらに詳細に説明する。表1に示すような組成の鋼板を、1200℃に加熱し、 A_{r1} 変態温度以上で熱延を完了し、冷却後各鋼の化学成分で決まるベイナイト変態開始温度以上で巻き取った鋼帯を酸洗後、冷延して1.2mm厚とした。その後、各鋼の成分（質量%）から下記式にしたがって A_{c1} と A_{c3} 変態温度を計算により求めた。

$$A_{c1} = 723 - 10.7 \times \text{Mn}\% + 29.1 \times \text{Si}\%$$

$$A_{c3} = 910 - 203 \times (\text{C}\%)^{1/2} - 15.2 \times \text{Ni}\% + 44.7 \times \text{Si}\% + 104 \times \text{V}\% + 31.5 \times \text{Mo}\% - 30 \times \text{Mn}\% - 11 \times \text{Cr}\% + 400 \times \text{Al}\%$$

これらの A_{c1} および A_{c3} 変態温度から計算される焼鈍温度に10% $\text{H}_2 - \text{N}_2$ 雰囲気中で昇温・保定したのち、3～150℃/秒の冷却速度で200～450℃ま

で冷却し、引き続いて1～3000秒保持した後、冷却した。

【0026】これらの鋼板からJIS5号引張り試験片を採取して、機械的性質を測定した。さらに、鉄鋼連盟規格に準拠して穴拡張試験を行い、穴拡張率を求めた。溶接性については鋼板をつきあわせたレーザー溶接を行い、樹脂シート潤滑にて球頭張り出し試験を行い、母材に対する張り出し高さおよび破断位置を測定した。表2にミクロ組織と各材質について、また表3に各製造条件と材質について示す。本願発明の要綱を満たす発明鋼は、溶接性、延性、強度（引張り強度で800MPa以上）、穴拡張性に優れていることがわかる。一方、本発明の条件から外れる比較例は、溶接部の球頭張り出し高さ、引張り強度および穴拡張性の何れかが劣勢であ

る。図1に、溶接部の球頭張り出し高さ比： R 、引張り強度： TS/MPa および穴拡張率： $\lambda=1-d/d_0$ （ d ：穴拡張試験後の穴径/mm、 d_0 ：基穴径/mm）を乗した値と式(A)の値との関係を示す。組織、製法および式(A)のいずれも満たす発明鋼で良好な溶接部の加工性、引張り強度および穴拡張性の3特性がすべて良好なことが分かる。

【0027】

【発明の効果】本発明により、引張り強度が800MPa以上の高強度鋼板の溶接性、穴拡張性を同時に改善した高強度高延性鋼板およびその製造方法を得ることができる。

【表1】

表1 化学成分

鋼種番号	C	Si	Mn	AL	P	S	Mo	Nb	Cr	Ni	Cu	Co	W	Ti	V	Zr	Hf	Te	B	Ca	Y	Rem	式(A)の値	備考
A	0.12	0.74	1.82	0.03	0.022	0.005	0.13	0.015															0.18859	不明
B	0.18	1.21	1.84	0.04	0.013	0.004	0.08	0.028															0.12812	不明
C	0.18	1.12	1.81	0.02	0.013	0.008	0.21	0.011															0.338838	不明
D	0.11	0.88	1.85	0.05	0.008	0.006	0.22	0.015	0.11			0.02	0.11										0.13581	不明
E	0.18	0.88	1.88	0.03	0.015	0.002	0.11	0.022		0.12	0.16	0.01								0.0009			0.178528	不明
F	0.13	0.82	2.05	0.02	0.025	0.003	0.09	0.013								0.01	0.005	0.01				0.001	0.088057	不明
G	0.09	0.45	1.89	0.02	0.01	0.005	0.18	0.023													0.0005		0.018	不明
H	0.11	0.88	2.2	0.03	0.02	0.004	0.14	0.008							0.24								0.68451	不明
I	0.21	1.3	2.25	0.01	0.02	0.003	0.01	0.033						0.02					0.0025				0.388674	不明
J	0.14	1.05	1.88	0.02	0.01	0.002	0.18	0.008															0.028418	不明
K	0.15	1.2	1.85	0.04	0.005	0.003	0.14	0.026															0.487214	不明
L	0.21	0.5	2.45	0.15	0.012	0.005	0.05	0.042															0.180341	不明
M	0.12	1.1	2.23	0.03	0.008	0.007	0.02	0.058															0.58459	不明
N	0.17	0.8	2.12	0.04	0.008	0.008	0.2	0.021															0.488019	不明
O	0.08	1.3	1.85	0.05	0.013	0.008	0.16	0.032															0.822667	不明
P	0.15	0.9	1.78	0.31	0.025	0.007	0.31	0.015															0.308214	不明
Q	0.14	1.2	1.89	0.03	0.007	0.008	0.26	0.032															0.575419	不明
R	0.09	0.9	2.05	0.04	0.005	0.004	0.19	0.011											0.0012				0.668	不明
S	0.16	0.85	1.87	0.05	0.007	0.008	0.17	0.033															0.307333	不明
QA	0.18	1.5	1.4	0.03	0.01	0.003																	-0.3758	比較
QB	0.07	0.3	2.3	0.03	0.02	0.004	1.5	0.5															5.341477	比較
CC	0.13	1.5	1.88	0.03	0.01	0.004								0.81	0.75				0.25				0.090723	比較
CD	0.08	0.52	2.88	0.05	0.02	0.005			7.5	4.5												0.75	0.863284	比較
CE	0.22	2.65	2.2	0.04	0.02	0.002																	1.087871	比較

表2 各鋼の延ク口組織、機械的性質と延性

主産物の種類 *														
調査年度 調査 番号	調査 番号	ベイトイト+ベイトニッ クフェライの面積率(%)	フェウ イトの面積 率(%)	マルナン サイトの 面積率 (%)	オーステ イトの面積 率(%)	ハーライ トの面積 率(%)	(B) 土壌と肥料 の相対度 の相対度 の相対度	用方法 位置	採取位置	採取の深さ (0cm)	引張り 強度 (%)	引張り 伸び (%)	六次 け率 (%)	備考
A	1	ベイトイト+ベイトニッ クフェライ	84	5	2	9	0.45	1.3	レーザ	地表	1190	17	89 A	対照
A	2	ベイトイト+ベイトニッ クフェライ	81	9	0	10	0.00	1.2	レーザ	地表	1010	16	80 A	対照
A	2	ベイトイト+ベイトニッ クフェライ	81	9	0	10	0.00	1.2	718	地表	1010	18	80 A	対照
A	2	ベイトイト+ベイトニッ クフェライ	81	9	0	10	0.00	1.2	アーク	地表	1010	18	80 A	対照
A	3	ベイトイト+ベイトニッ クフェライ	75	22	0	0	23.00	1.2	アーク	地表	850	22	48 A	対照
B	1	ベイトイト+ベイトニッ クフェライ	72	12	4	12	0.3	1.3	レーザ	地表	1191	14	80 B	対照
B	2	ベイトイト+ベイトニッ クフェライ	68	19	0	17	0.00	1.2	レーザ	地表	1180	18	80 B	対照
C	1	ベイトイト+ベイトニッ クフェライ	74	11	0	18	0.00	1.2	レーザ	地表	1220	13	80 C	対照
C	2	ベイトイト+ベイトニッ クフェライ	72	12	3	13	0.43	1.3	レーザ	地表	1230	12	85 C	対照
C	2	ベイトイト+ベイトニッ クフェライ	72	12	3	13	0.43	1.3	アーク	地表	1230	12	80 C	対照
C	3	ベイトイト+ベイトニッ クフェライ	48	19	0	0	0.02	1.3	レーザ	地表	1410	5	40 C	対照
D	1	ベイトイト+ベイトニッ クフェライ	74	4	7	12	0.21	1.2	レーザ	地表	1200	10	70 D	対照
E	1	ベイトイト+ベイトニッ クフェライ	69	4	12	0	3	1.2	レーザ	地表	1200	10	70 E	対照
F	1	ベイトイト+ベイトニッ クフェライ	74	7	6	13	0.22	1.2	レーザ	地表	1200	10	70 F	対照
F	2	ベイトイト+ベイトニッ クフェライ	81	4	0	15	0.00	1.2	レーザ	地表	1200	11	70 F	対照
G	1	ベイトイト+ベイトニッ クフェライ	81	2	6	12	0.24	1.2	レーザ	地表	1200	11	80 G	対照
H	1	ベイトイト+ベイトニッ クフェライ	77	10	4	9	0.23	1.3	レーザ	地表	1100	12	78 H	対照
H	2	ベイトイト+ベイトニッ クフェライ	73	12	0	18	0.00	1.2	レーザ	地表	1200	12	78 H	対照
I	1	ベイトイト+ベイトニッ クフェライ	73	10	4	13	0.33	1.3	レーザ	地表	1200	8	78 I	対照
I	2	ベイトイト+ベイトニッ クフェライ	77	4	0	16	0.00	1.2	レーザ	地表	1200	8	78 I	対照
J	1	ベイトイト+ベイトニッ クフェライ	30	48	23	0	0.9	1.9	レーザ	地表	1200	8	38 J	対照
J	2	ベイトイト+ベイトニッ クフェライ	75	10	3	12	0.4	1.3	レーザ	地表	1210	11	78 J	対照
J	3	ベイトイト+ベイトニッ クフェライ	75	10	3	12	0.4	1.2	アーク	地表	1210	11	78 J	対照
J	4	ベイトイト+ベイトニッ クフェライ	74	9	0	17	0.00	1.2	レーザ	地表	1190	12	70 J	対照
J	5	ベイトイト+ベイトニッ クフェライ	74	9	0	17	0.00	1.2	アーク	地表	1190	12	70 J	対照
K	1	ベイトイト+ベイトニッ クフェライ	78	6	0	18	0.00	1.2	レーザ	地表	1250	10	80 K	対照
K	2	ベイトイト+ベイトニッ クフェライ	78	3	6	14	0.28	1.2	レーザ	地表	1250	10	80 K	対照
L	1	ベイトイト+ベイトニッ クフェライ	78	9	0	12	0.00	1.3	レーザ	地表	1250	10	80 L	対照
M	1	ベイトイト+ベイトニッ クフェライ	79	9	0	12	0.00	1.3	レーザ	地表	1250	10	78 M	対照
N	1	ベイトイト+ベイトニッ クフェライ	82	6	3	10	0.23	1.3	レーザ	地表	1190	12	80 N	対照
O	1	ベイトイト+ベイトニッ クフェライ	80	8	0	12	0.00	1.2	レーザ	地表	1250	11	78 O	対照
P	1	ベイトイト+ベイトニッ クフェライ	82	2	5	11	0.22	1.2	レーザ	地表	1220	10	80 P	対照
Q	1	ベイトイト+ベイトニッ クフェライ	81	6	0	13	0.00	1.3	レーザ	地表	1200	11	80 Q	対照
R	1	ベイトイト+ベイトニッ クフェライ	81	3	4	12	0.3	1.4	レーザ	地表	1200	9	80 R	対照
S	1	ベイトイト+ベイトニッ クフェライ	82	4	3	11	0.27	1.3	レーザ	地表	1200	10	78 S	対照
CA	CB	ベイトイト	53	33	0	14	0.00	1.2	レーザ	深層地層	785	28	48 CA	対照
CB	CB	ベイトイト	98	0	2	0	0	0	レーザ	深層地層	1240	5	78 CB	対照
CC	CC	ベイトイト	98	0	2	0	0	0	レーザ	深層地層	1240	5	78 CB	対照
CD	CD	ベイトイト	93	0	17	0	0	0	レーザ	地表	1120	21	30 CD	対照
CE	CE	ベイトイト	93	0	17	0	0	0	レーザ	地表	1120	21	30 CE	対照

各層の体積分率の合計100%となるが、炭化層、酸化層、腐化層および腐化層等の光學散乱係数μでは、同定問題な態については全層の体積率に加えた。

表3 各鋼の製造方法と機械的特性および溶接性

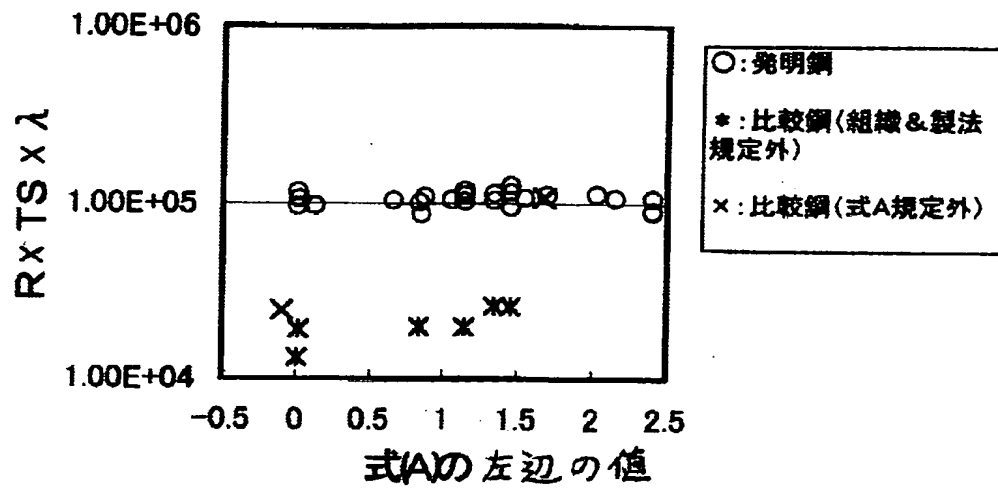
製造 番号	処理 番号	相の種類 *	主AC1 (°C)	AC3 (°C)	0.8A C3- +AC1 (°C)	AC3 +30 (°C)	焼成 温度 (°C)	冷却 速度 (°C/e)	冷却 停止 温度 (°C)	保持温度(°C)× 保持時間(e)	溶接方法	成形張り出し 試験の破断 位置	成形張りに出た し試験の高さ比：縦 高き比：縦 高さ比：縦 高さ比：縦	引張り伸び 率(%)	穴域 げ率 (%)	備考	
A	1	ベイト+ペイニテックフェライト	724	847	822	877	850	100	220	420°C×30S	レーザー	母材	0.85	1160	17	85A	不明
A	2	ベイト+ペイニテックフェライト	724	847	822	877	850	100	350	350°C×300S	レーザー	母材	0.92	1010	18	80A	不明
A	2	ベイト+ペイニテックフェライト	724	847	822	877	850	100	350	350°C×300S	TIG	母材	0.82	1010	18	80A	不明
A	2	ベイト+ペイニテックフェライト	724	847	822	877	850	100	350	350°C×300S	アーク	母材	0.75	1010	18	80A	不明
A	3	フェライト	724	847	822	877	800	1	450	450°C×600S	レーザー	母材	0.9	850	22	45A	比較
B	1	ベイト+ペイニテックフェライト	738	848	828	878	840	80	250	400°C×100S	レーザー	母材	0.84	1180	14	80B	不明
B	2	ベイト+ペイニテックフェライト	738	848	828	878	840	80	350	350°C×180S	レーザー	母材	0.91	1180	15	80B	不明
C	1	ベイト+ペイニテックフェライト	738	843	822	873	820	100	250	400°C×180S	レーザー	母材	0.92	1220	13	90C	不明
C	2	ベイト+ペイニテックフェライト	738	843	822	873	820	100	350	350°C×400S	レーザー	母材	0.92	1230	12	85C	不明
C	3	ベイト+ペイニテックフェライト	738	843	822	873	820	100	350	350°C×400S	アーク	母材	0.78	1230	12	85C	不明
D	1	ベイト+ペイニテックフェライト	727	855	829	885	850	80	350	420°C×180S	レーザー	母材	0.85	1390	10	70D	不明
E	1	ベイト+ペイニテックフェライト	729	833	812	863	830	100	350	400°C×100S	レーザー	母材	0.85	1280	10	70E	不明
F	1	ベイト+ペイニテックフェライト	718	831	808	861	830	100	350	400°C×180S	レーザー	母材	0.84	1380	10	70F	不明
F	2	ベイト+ペイニテックフェライト	718	831	808	861	840	110	350	350°C×300S	レーザー	母材	0.83	1350	11	75F	不明
G	1	ベイト+ペイニテックフェライト	718	839	815	869	840	100	350	350°C×180S	レーザー	母材	0.75	1300	11	80G	不明
H	1	ベイト+ペイニテックフェライト	728	878	848	908	870	80	400	400°C×150S	レーザー	母材	0.81	1190	12	75H	不明
H	2	ベイト+ペイニテックフェライト	728	878	848	908	870	80	350	370°C×800S	レーザー	母材	0.85	1200	12	75H	不明
I	1	ベイト+ペイニテックフェライト	737	834	814	864	840	80	350	400°C×180S	レーザー	母材	0.88	1450	8	73I	不明
J	1	ベイト+ペイニテックフェライト	737	834	814	864	840	80	350	400°C×180S	レーザー	母材	0.85	1390	8	80J	不明
J	2	ベイト+ペイニテックフェライト	737	834	814	864	840	80	350	350°C×300S	レーザー	母材	0.85	1390	8	80J	不明
J	3	フェライト	737	834	814	864	750	70	200	保持	レーザー	母材	0.58	1350	5	33J	比較
J	4	ベイト+ペイニテックフェライト	737	854	831	884	850	70	350	370°C×600S	レーザー	母材	0.81	1210	11	75J	不明
J	5	ベイト+ペイニテックフェライト	737	854	831	884	850	70	350	370°C×600S	アーク	母材	0.71	1210	11	75J	不明
J	6	ベイト+ペイニテックフェライト	737	854	831	884	850	70	400	400°C×300S	レーザー	母材	0.82	1190	12	70J	不明
J	7	ベイト+ペイニテックフェライト	737	854	831	884	850	70	400	400°C×300S	アーク	母材	0.7	1190	12	70J	不明
K	1	ベイト+ペイニテックフェライト	737	850	828	880	850	70	350	350°C×300S	レーザー	母材	0.96	1250	10	80K	不明
L	1	ベイト+ペイニテックフェライト	711	838	811	868	850	70	350	400°C×300S	レーザー	母材	0.85	1480	8	80L	不明
M	1	ベイト+ペイニテックフェライト	731	840	818	870	850	70	350	350°C×300S	レーザー	母材	0.93	1280	10	75M	不明
N	1	ベイト+ペイニテックフェライト	724	827	806	857	850	70	350	350°C×300S	レーザー	母材	0.84	1180	12	80N	不明
O	1	ベイト+ペイニテックフェライト	740	883	854	913	870	80	400	400°C×300S	レーザー	母材	0.93	1250	11	75O	不明
P	1	ベイト+ペイニテックフェライト	721	###	973	1066	1000	120	350	400°C×300S	レーザー	母材	0.84	1200	10	80P	不明
Q	1	ベイト+ペイニテックフェライト	740	882	858	892	850	70	350	350°C×300S	レーザー	母材	0.91	1200	11	80Q	不明
R	1	ベイト+ペイニテックフェライト	727	853	828	883	850	70	400	400°C×300S	レーザー	母材	0.89	1280	9	80R	不明
S	1	ベイト+ペイニテックフェライト	731	845	822	875	850	70	350	400°C×300S	レーザー	母材	0.9	1300	10	75S	不明
CA		ベイト+ペイニテックフェライト	752	888	845	898	850	80	450	420°C×300S	レーザー	溶接部	0.58	785	26	45CA	比較
CB		ベイト+ペイニテックフェライト	707	827	803	857	830	30	400	400°C×300S	レーザー	溶接部	0.56	1240	5	70CB	比較
CE		フェライト	718	897	873	927	880	25	400	400°C×360S	レーザー	溶接部	0.85	1120	21	30CE	比較

【図面の簡単な説明】

を示す図である。

【図1】 $R \times TS \times \lambda$ と式 (A) の左辺の値との関係

【図1】



フロントページの続き

(72)発明者 野中 俊樹
愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵株
式会社名古屋製鐵所内

Fターム(参考) 4K037 EA01 EA02 EA05 EA06 EA09
EA10 EA11 EA13 EA15 EA16
EA17 EA19 EA20 EA23 EA25
EA27 EA28 EA29 EA31 EA32
EA33 EA35 EA36 EB06 EB07
EB08 EB09 EB11 FJ00 FK02
FK03